

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-090484

(43)Date of publication of application : 04.04.1995

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/14

C22C 38/60

(21)Application number : 05-253691

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 17.09.1993

(72)Inventor : OCHI TATSURO
KOYASU YOSHIRO

(54) HIGH STRENGTH INDUCTION-HARDENED SHAFT PARTS

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce high strength induction-hardened shaft parts excellent in workability by specifying the compsn. constituted of C, Si, Mn, S, Al, Ti, B, N, P, Cu, O and iron and the average hardness in the section.

CONSTITUTION: This shaft parts have a compsn. contg., by weight, 0.35 to 0.70% C, 0.01 to 0.15% Si, 0.2 to 2.0% Mn, 0.005 to 0.15% S, 0.0005 to 0.05% Al, 0.005 to 0.05% Ti, 0.0005 to 0.005% B and 0.002 to 0.02% N, in which $\leq 0.020\%$ P, $\leq 0.05\%$ Cu and $\geq 0.0020\%$ O are limited, furthermore contg., at need, prescribed amounts of Cr, Mo, Ni, Nb, V, Ca and Pb, and the balance iron with inevitable impurities, and in which the average hardness HVa in the section defined by the formula (the section of the radius (a) is divided concentrically into (n) rings in the radial direction, and the hardness of the (n) th ring-shaped parts is defined as HVn, the radius as rn and the interval as Δrn) is regulated to ≥ 560 . Thus, the shaft parts free from quench cracks and having about $\geq 160\text{kgf/mm}^2$ torsional strength can be obt'd.

*NOTE: HVa = (2/3) * HVn * (rn / (rn + Δrn))

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 13.02.1997

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 2916069

[Date of registration] 16.04.1999

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] As a weight ratio C :0.35-0.70%Si:0.01-0.15%Mn:0.2 - 2.0%S : 0.005-0.15%aluminum:0.0005-0.05%Ti:0.005 - 0.05%B : 0.0005 - 0.005%N : 0.002 - 0.02% is contained. P Less than [:0.020%or less Cu:0.05%] O : High intensity induction hardening shank article characterized by the average hardness HVa in a cross section defined below by restricting to 0.0020% or less and the remainder consisting of iron and an unescapable impurity being 560 or more. The definition of the average hardness in a cross section; the cross section of a radius a is divided into radial in the ring of N individual concentric circular, and it is [hardness / of the n-th ring-like part] deltarn about rn and spacing in HVn and a radius. It is [Equation 1] when it carries out.

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

[Claim 2] As a weight ratio C :0.35-0.70%Si:0.15 ** -2.5%Mn:0.6 - 2.0%S : 0.005-0.15%aluminum:0.0005-0.05%Ti:0.005 - 0.05%B : 0.0005 - 0.005%N : 0.002 - 0.02% is contained. P Less than [:0.020%or less Cu:0.05%] O : High intensity induction hardening shank article characterized by the average hardness HVa in a cross section defined below by restricting to 0.0020% or less and the remainder consisting of iron and an unescapable impurity being 560 or more. The definition of the average hardness in a cross section; the cross section of a radius a is divided into radial in the ring of N individual concentric circular, and it is [hardness / of the n-th ring-like part] deltarn about rn and spacing in HVn and a radius. It is [Equation 2] when it carries out.

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

[Claim 3] The high intensity induction hardening shank article according to claim 1 or 2 with which steel contains one Cr:0.03-1.5%Mo:0.05-1.0%nickel:0.1-3.5% sort or two sorts or more further.

[Claim 4] Steel is Nb:0.01 - 0.3%V further. : Claim 1 containing 0.03 - 0.6% of one sort, or two sorts thru/or high intensity induction hardening shank article given in three.

[Claim 5] Claim 1 in which steel contains one calcium:0.0005-0.010%Pb:0.05-0.5% sort or two sorts further thru/or a high intensity induction hardening shank article given in four.

[Claim 6] Claim 1 whose old austenite grain size of an induction hardening layer is more than No. 9 thru/or a high intensity induction hardening shank article given in five.

[Claim 7] Surface residual stress is 2 -80 kgf/mm. Claim 1 which is the following thru/or high intensity induction hardening shank article given in six.

[Translation done.]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention is concerned with a high intensity induction hardening shank article, and relates to the induction hardening shank article which was excellent as a shank article which constitutes the power transfer system of automobiles, such as a shaft which has in more detail the spline section shown in (a) - (c) of drawing 1, a shaft with a flange, and a shaft with an outer case, and which twists and has reinforcement.

[0002]

[Description of the Prior Art] Although the shank article which constitutes the power transfer system of an automobile usually carries out fabrication of the medium carbon steel to predetermined components, induction hardening-annealing is given and it is manufactured, in connection with the high increase in power of an automobile engine in recent years, and atmospheric control correspondence, orientation of high-intensity-izing (twisting improvement in reinforcement) is strong. On the other hand, the steel which consists of C:0.30 - 0.38%, Mn:0.6-1.5%, B:0.0005 - 0.0030%, Ti:0.01-0.04%, and aluminum:0.01-0.04% is fabricated to a drive shaft, and the manufacture approach of the drive shaft which makes the ratio of the induction hardening depth by induction hardening and a steel member radius 0.4 or more is shown in the JP,63-62571,B official report. the max obtained by this invention material twists, and reinforcement is seen in this Fig. 1 of an official report — as — about 160 — kgf/mm² it is. Moreover, it is 2 140 to 160 kgf/mm at material with the spline section by using for JP,4-218641,A the steel materials for high intensity shank articles of the specific component system characterized by low Si which is less than [Si:0.05%] and Mn:0.65 super-1.7 less or equals, and high Mn. It is shown that twist and reinforcement is obtained, realizable [in the present condition] as mentioned above — twisting — strong max — about 160 — kgf/mm² it is.

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, it described above and twists and is 2 160 kgf/mm reinforcement. The present condition is being unable to say that level on the strength is enough as level of the power transfer system shank article of an automobile on the strength. Moreover, when attaining high intensity-ization, it burns with improvement in a components production process top and workability, and control of a crack has been an important technical problem. On a components production process, the purpose of this invention is excellent in workability, and does not cause a baked crack, and is 2 160 kgf(s)/mm as components. It is going to offer the shank article which was excellent in more than and which twists and has reinforcement.

[0004]

[Means for Solving the Problem] In order to realize the shank article which was excellent with induction hardening and which twists and has reinforcement, this invention persons inquired wholeheartedly and acquired the following knowledge.

(1) Induction hardening material twists, and when carrying out ductile fracture of the reinforcement, it improves in proportion to the average hardness in a cross section defined below. When it twists and extrapolates from the relation between reinforcement and the average hardness in a cross section, it is 2 160 kgf/mm. In order [which was excellent in more than] to twist and to obtain reinforcement, it is required for HVa to carry out to 560 or more. The definition of the average hardness in a cross section; as shown in drawing 2, the cross section of a radius a is divided into radial in the ring of N individual concentric circular, and it is [hardness / of the n-th ring-like part] deltan about rn and spacing in HVn and a radius. It is [0005] when it carries out.

[Equation 3]

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

[0006] The above was obtained from the following knowledge. Drawing 3 is drawing having shown typically a shear strain and shearing stress in case a shank article twists and plastic deformation advances inside from a surface in a deformation process. All over drawing, in a continuous line, shear strain distribution and a thick line show shearing stress distribution, and a broken line shows shear-yield-stress distribution. When torque is 1, shearing stress tau reaches shear-yield-stress tauy of steel materials on a front face, and plastic deformation begins. If torque twists to the phase of 2 and deformation advances, plastic deformation will advance inside, being accompanied by work hardening (the difference of the broken line and continuous line of the surface section is the amount of work hardening all over drawing). In addition, the dashed line in drawing is imagination shearing stress distribution when

THIS PAGE BLANK (USPTO)

assuming that plastic deformation does not happen. In the phase of three just before torque furthermore twists and causing destruction, it is thought that plastic deformation is advancing to a core mostly.

[0007] Torque [here as opposed to shearing stress distribution / of arbitration / tau (r)] Mt It is given by the degree type (1).

[0008]

[Equation 4]

$$M_t = 2 \pi \int_0^a \tau(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (1)$$

但し、 a : 半径

[0009] Shear fracture stress taumax on the appearance which assumed the elastic destruction which generally twists on the other hand and is used as a strong index It asks by the degree type (2).

[0010]

[Equation 5]

$$\begin{aligned} \tau_{max} &= \frac{2 M_t}{\pi a^3} \\ &= \frac{4}{a^3} \int_0^a \tau(r) r^2 dr \\ &= \frac{4}{a^3} \int_0^a \tau_t(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

但し、 $\tau_t(r)$: 破壊時のせん断応力分布

[0011] Since the shearing stress distribution at the time of destruction is mostly in agreement with shear-yield-stress distribution so that clearly from drawing 3 if it assumes that the amount of work hardening is small, since steel materials are inside and a high carbon martensitic stainless steel, the shearing stress distribution at the time of destruction is tau_f as a function of hardness distribution. It can approximate with (r) =K1 and HV (r).

[0012]

[Equation 6]

$$\tau_{max} = \frac{4 K_1}{a^3} \int_0^a HV(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (3)$$

[0013] Here, a degree type (4) defines considerable hardness H_{Ve} as an index of the hardness equivalent to homogeneity hardness material.

[0014]

[Equation 7]

$$H V_{e0} = K_2 \int_0^a H V(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (4)$$

[0015] At homogeneity hardness material, it is K₂ =3 / a³ [0016] from H_{Ve}=HV= regularity.

[Equation 8]

$$H V_{e0} = \frac{3}{a^3} \int_0^a H V(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (5)$$

[0017] It is [0018] from (3) and (5) types.

[Equation 9]

$$\tau_{max} = K_3 \cdot H V_{e0} \quad \dots \dots \dots (6)$$

[0019] Fairly, hardness H_{Ve} divides a cross section into radial in the ring of N individual concentric circular, and is [hardness / of the n-th ring-like part] deltarn about rn and spacing in HV_n and a radius. When it carries out, it can approximate as follows.

[0020]

[Equation 10]

$$H V_{e0} = \left(\sum_{n=1}^N H V_n \cdot r_n^2 \cdot \Delta r_n \right) \times 3 / a^3 \quad \dots \dots \dots (7)$$

[0021] This was anew defined as the average hardness H_{Va} in a cross section. Although it is the result of asking for and twisting the average hardness H_{Va} about the ingredient which has various kinds of hardness distribution, and

THIS PAGE BLANK (USPTO)

arranging reinforcement by HVa, it twists and reinforcement has HVa and good correlation, and drawing 4 is 2 160 kgf/mm. In order to obtain the reinforcement which was excellent in more than, it is clear that it is required for HVa to carry out to 560 or more.

[0022] (2) — or [however, / that the increment in strong will be saturated by destructive mode changing from "ductile fracture" to "the brittle fracture of an intercrystalline-crack origin" if the average hardness in a cross section is made to increase using the conventional material] — or it falls on the contrary. However, if it uses combining the following technique, the brittle fracture by intergranular fracture will be controlled, and it twists with the increment in the average hardness in a cross section, and reinforcement increases.

1) the Ti-B addition 2 — grain refining (aluminum, N optimum dose addition) of the old austenite grain by reduction 3 carbon nitride of P, Cu, and the amount of O

[0023] (3) Twist and the effectiveness of an increment on the strength becomes still larger by [which are depended on the above-mentioned brittle fracture control] adding the following technique further in addition to the above.

1) the Si increase in quantity 2 — grant [0024] of the compressive residual stress by Cr, Mo, and nickel addition 3 hard shot-peening processing (4) Although it will burn and will lifting-come to be easy of a crack in the conventional material if the average hardness in a cross section of the above (1) is made to increase, it burns by taking the cure of above (2) and (3), and a crack is controlled.

[0025] (5) When the workability which was excellent in the production process of a shank article is required in addition, workability is improved by restricting the amount of Si. This invention is made based on knowledge with more than [new], and the summary of this invention is as follows.

[0026] Invention of claim 1 of this invention as a weight ratio C : 0.35-0.70%Si:0.01-0.15%Mn:0.2 - 2.0%S : 0.005-0.15% aluminum:0.0005-0.05%Ti:0.005 - 0.05%B : 0.0005 - 0.005%N : 0.002 - 0.02% is contained. P Less than [:0.020% or less Cu:0.05%] O : It is the high intensity induction hardening shank article characterized by the average hardness HVa in a cross section defined below by restricting to 0.0020% or less and the remainder consisting of iron and an unescapable impurity being 560 or more. The definition of the average hardness in a cross section; the cross section of a radius a is divided into radial in the ring of N individual concentric circular, and it is [hardness / of the n-th ring-like part] deltarn about rn and spacing in HVn and a radius. It is [0027] when it carries out.

[Equation 11]

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

[0028] Invention of claim 2 of this invention as a weight ratio C : 0.35-0.70%Si:0.15 ** -2.5%Mn:0.6 - 2.0%S : 0.005-0.15%aluminum:0.0005-0.05%Ti:0.005 - 0.05%B : 0.0005 - 0.005%N : 0.002 - 0.02% is contained. P Less than [:0.020% or less Cu:0.05%] O : It is the high intensity induction hardening shank article characterized by the average hardness HVa in a cross section defined below by restricting to 0.0020% or less and the remainder consisting of iron and an unescapable impurity being 560 or more. The definition of the average hardness in a cross section; the cross section of a radius a is divided into radial in the ring of N individual concentric circular, and it is [hardness / of the n-th ring-like part] deltarn about rn and spacing in HVn and a radius. It is [0029] when it carries out.

[Equation 12]

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

[0030] As for claim 3 of this invention thru/or invention of 5, steel contains one Cr:0.03-1.5%Mo:0.05-1.0%nickel:0.1-3.5% sort or two sorts or more further. Further or Nb:0.01-0.3% and V : one sort of 0.03 - 0.6%, or two sorts — containing — a pan — or it is a high intensity induction hardening shank article containing one calcium:0.0005-0.010%Pb:0.05-0.5% sort or two sorts according to claim 1 or 2. invention of claim 6 of this invention, or claim 7 — the old austenite grain size of an induction hardening layer — more than No. 9 — it is — a pan — or surface residual stress -80kgf/mm2 They are claim 1 which is the following thru/or a high intensity induction hardening shank article given in five.

[0031]

[Function] Below, this invention is explained at a detail. Claim 1 is invention about the high intensity induction hardening shank article excellent in the final product which twists, and has reinforcement, and is excellent in workability in the production process of a shank article, and does not cause a baked crack. First, the reason which limited the component content range of claim 1 invention like the above is explained.

[0032] Although C was an element effective in making the hardness of an induction hardening hardening layer increase, since it became easy to generate a baked crack while the carbide deposit to an austenite grain boundary will become remarkable, will degrade grain boundary reinforcement and will cause the fall of brittle fracture reinforcement, if less than 0.35% of hardness is insufficient and it exceeds 0.70%, the content was defined to 0.35 - 0.70%.

[0033] Next, Si is added as a deoxidation element. However, less than 0.01% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, in order that Si may make material hardness high by solid-solution hardening, the addition exceeding 0.15% degrades workability in the production process of a shank article. The content was made into 0.01 - 0.15% by the above reason.

[0034] Mn is added for the purpose of improvement in hardenability. However, less than 0.20% of this effectiveness is insufficient. On the other hand, since this effectiveness was saturated and caused degradation of the toughness of a final product rather when it exceeded 2.0%, that content was made into 0.20 - 2.0%.

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[0035] Moreover, although S forms MnS in steel and it adds for the purpose of detailed-izing of the austenite grain at the time of induction hardening heating by this, and improvement in machinability, less than 0.005% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, if it exceeds 0.15%, the effectiveness will be saturated and will cause lifting grain boundary embrittlement for grain boundary segregation rather. The content of S was made into 0.005 - 0.15% from the above reason.

[0036] Although it added as a 2 deoxidation element for the purpose of detailed-izing of the austenite grain at the time of induction hardening heating by aluminum combining with 1N and forming AlN, less than 0.0005% of the effectiveness was insufficient, and since the effectiveness is saturated and toughness was rather degraded when it exceeded 0.05%, on the other hand, the content was made into 0.0005 - 0.05%.

[0037] Although it combines with N in Ti mist beam steel and is set to TiN, it adds for the purpose of reservation of detailed-izing of the austenite grain at the time of 1 induction-hardening heating by this and BN deposit prevention B by the full fixity of the 2 dissolution N, i.e., dissolution. However, less than 0.005% of the effectiveness was insufficient, and on the other hand, since the effectiveness is saturated and toughness was rather degraded when it exceeded 0.05%, the content was made into 0.005 - 0.05%.

[0038] Grain boundary segregation of the B is carried out to an austenite grain boundary in the state of dissolution, and it adds making grain boundary reinforcement increase as an aim by driving out grain boundary impurities, such as P and Cu, of a grain boundary. However, less than 0.0005% of the effectiveness was insufficient, and on the other hand, since the superfluous addition exceeding 0.005% caused grain boundary embrittlement rather, it made the content 0.0005 - 0.005%.

[0039] Furthermore, although N was added for the purpose of detailed-izing of the austenite grain at the time of the high-frequency heating by the carbon nitride deposit of AlN etc., less than 0.002% of the effectiveness was insufficient, and since the effectiveness was saturated with ** 0.02%, BN was formed rather on the other hand and reduction of Dissolution B was caused, the content was made into 0.002 - 0.02%.

[0040] On the other hand, as for P, grain boundary segregation reduces a lifting and grain boundary reinforcement to an austenite grain boundary, and it is twisted, is [the brittle fracture under stress] lifting-easy, and carries out it, therefore reduces reinforcement. Since a fall on the strength would become remarkable if especially P exceeds 0.02%, 0.02% was made into the upper limit. In addition, when it points to high intensity-ization further, it is desirable to make the content of P into 0.009% or less.

[0041] Moreover, it becomes the cause of a lifting and a fall on the strength about grain boundary segregation like [Cu] P in an austenite grain boundary. Since a fall on the strength would become remarkable if especially Cu exceeds 0.05%, 0.05% was made into the upper limit.

[0042] Furthermore, in steel, hard acid ghost system inclusion is formed and O twists grain boundary segregation while causing lifting grain boundary embrittlement, is [the brittle fracture under stress] lifting-easy, carries out it, and causes a fall on the strength. Since a fall on the strength would become remarkable if especially O exceeds 0.0020%, 0.0020% was made into the upper limit.

[0043] Next, an induction hardening shank article consists of the above-mentioned component, and the reason which the average hardness HVA in a cross section defined above made 560 or more is explained below. Induction hardening material twists and reinforcement improves in proportion to the average hardness in a cross section. 160kgf/mm² in order [which was excellent in more than] to twist and to obtain reinforcement, it is required to make average hardness HVA in a cross section or more into 560, less than [it], it twists and reinforcement runs short. From the above reason, the average hardness HVA in a cross section carried out to 560 or more. in addition, the ratio of the effective-case-depth-hardened-by-carburizing-treatment t and the components radius r based on the induction hardening hardening layer depth measuring method specified by JISG0559 although especially the hardening layer depth is not limited in this invention — it is desirable to set t/r to 0.3-0.8. This improves so that the torsional strength of induction hardening material makes the induction hardening depth deep, but since surface compressive residual stress will decline if the improvement effectiveness in torsional strength of effective case depth hardened by carburizing treatment is small and it exceeds 0.8 less than by 0.3 by t/r, it is to burn by the shank article production process and for the danger of crack generating to increase.

[0044] Next, claim 2 is invention about high high intensity induction hardening shank article with the much more final product which twists, and has reinforcement, and burns by the production process, and does not cause a crack. Using the steel which contains Si:0.15 ** -2.5% and Mn:0.6-2.0% by claim 2 invention is based on the following reason.

[0045] Si adds as a 2 deoxidation element for the purpose of crystal stressing by the carbide deposit control to 1 austenite grain boundary. However, 0.15% or less of addition of the effectiveness of crystal stressing was inadequate, and on the other hand, since the superfluous addition exceeding 2.5% caused grain boundary embrittlement rather, it made the content 0.15 ** -2.5%. In addition, in order to attain much more high intensity-ization, 0.4% or more of Si addition is desirable.

[0046] Mn is added for the purpose of detailed-izing of the improvement in 1 hardenability, and the austenite grain at the time of 2 induction-hardening heating by forming MnS in steel, and improvement in 3 machinability. However, when [higher] it twists and being pointed to reinforcement, less than 0.60% of addition is inadequate. On the other hand, as for Mn, grain boundary segregation reduces a lifting and grain boundary reinforcement to an austenite grain boundary, and it is twisted, is [the brittle fracture under stress] lifting-easy, and carries out it, therefore reduces reinforcement. Especially this inclination becomes remarkable at 2.0% or more. The content of Mn was made into 0.6 - 2.0% from the above reason.

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[0047] Claims 3 are the steel materials for shank articles which attained much more high intensity-ization by brittle fracture prevention by the grain boundary increment on the strength by starting grain boundary segregation by Cr, Mo, and nickel addition to the increment in the induction hardening hardness by improvement in 1 hardenability, the increment in the hardening layer depth, and 2 austenite grain boundary, or the toughness improvement near the grain boundary. However, as for this effectiveness, less than [Cr:0.03%], less than [Mo:0.05%], and less than [nickel:0.1%] are inadequate. On the other hand, this effectiveness is saturated by super-**** Cr:1.5% **, Mo:1.0% **, and nickel:3.5%**, and such superfluous addition is not desirable from a viewpoint of economical efficiency. These contents were made into Cr:0.03-1.5%, Mo:0.05-1.0%, and nickel:0.1-3.5% from the above reason.

[0048] Claim 4 is the steel materials for shank articles which attained high intensity-ization by increasing the hardness of a core part by 2 precipitation strengthening while it makes detailed further the austenite grain at the time of 1 high-frequency heating and prevents intergranular fracture. Nb and V form carbon nitride in steel, and have the effectiveness of making the austenite grain at the time of high-frequency heating making it detailed, and the effectiveness of making the hardness of a core part increasing by precipitation strengthening. However, the effectiveness has [V content] Nb content insufficient less than 0.03% less than 0.01%. On the other hand, the effectiveness is saturated with **** and V:0.60% **, Nb:0.30%**, and such superfluous addition is not desirable from a viewpoint of economical efficiency. These contents were made into Nb:0.01-0.3% and V:0.03 - 0.6% from the above reason.

[0049] Claim 5 is invention about the high intensity induction hardening shank article excellent in the final product which twists, and has reinforcement, and is excellent in workability in the production process of a shank article, and does not cause a baked crack. One kind of calcium and Pb and two sorts can be made to contain for the purpose of the improvement in machinability in this invention steel. In addition, calcium has not only the improvement in machinability but the effectiveness of combining with P in steel, generating phosphide, reducing the amount of grain boundary segregation of P, and making grain boundary reinforcement increasing. However, less than 0.05% had [less than 0.0005% and Pb content / these effectiveness] insufficient calcium content, and since such effectiveness is saturated with calcium:0.01% **** and Pb:0.50% **, and toughness was degraded rather on the other hand, these contents were made into calcium:0.0005-0.010% and Pb:0.05-0.5%.**

[0050] Next, claim 6 is the shank article which made detailed further the austenite grain at the time of high-frequency heating, and attained high intensity-ization by intergranular fracture prevention. Although the brittle fracture by intergranular fracture is controlled by detailed-ization of the old austenite grain boundary of an induction hardening layer, the grain size number of the old austenite grain size of the induction hardening layer of an induction hardening shank article having considered more than as No. 9 in this invention is because this effectiveness is small less than in No. 9.

[0051] Claim 7 is the shank article which gave big compressive residual stress to the front face of an induction hardening shank article, controlled the brittle fracture by this, and attained much more high intensity-ization. It sets to this invention and the residual stress of the front face of an induction hardening shank article is 2 -80 kgf/mm. A brittle fracture is controlled by grant of compressive residual stress, having considered as the following twists, reinforcement increases, and, for the effectiveness, surface residual stress is 2 -80 kgf/mm. It is because it becomes remarkable especially below.

[0052] Which conditions are sufficient, as long as it does not limit especially the induction hardening conditions and tempering conditions for manufacture but is satisfied with the induction hardening shank article of this invention of the requirements for this invention here. For example, if the requirements for this invention are satisfied, it is not necessary to perform tempering processing. Moreover, if satisfied with this invention of the requirements for this invention, heat treatment of normalizing, annealing, spheroidizing, hardening 1 annealing, etc. can be performed if needed before induction hardening. In addition, when not performing normalizing, annealing, and spheroidizing before induction hardening, it is desirable to perform manufacture by hot rolling of a steel-materials material after finishing temperature;700-850 degree C and finishing rolling on the average cooling rate;0.05-0.7 degree-C/second conditions of a 700-500-degree C temperature requirement.

[0053] Moreover, grant of the compressive residual stress in the induction hardening shank article of this invention has the effective hard shot-peening processing by the strength beyond arc height 1.0mmA after induction hardening-annealing. Here, arc height is the index of the strength of shot peening as carried by "automobile technique, Vol.41, No.7, and 1987, 726 - 727-page." However, which conditions are sufficient, as long as it does not limit especially the conditions of grant of compressive residual stress but is satisfied with this invention of the requirements for this invention. Below, an example shows the effectiveness of this invention still more concretely.

[0054]

[Example] The steel materials which have the presentation of Tables 1-3 were rolled out to the steel bar of 40mmphi. the drill perforation test piece for machinability evaluation from this steel bar — it twisted and the test piece and the baked crack sensitivity evaluation test piece were extracted. the maximum velocity from which evaluation of machinability is 0.33mm/s in feed rate, various peripheral speed of a drill (quality of the material: SKH51-phi10mm) is changed, it asks for the total hole depth which becomes drill cutting impossible in each rate, a peripheral-speed-drill life curve is created, and a drill life is set to 1000mm — VL1000 **** — it specified and considered as the valuation basis of machinability. It is VL1000 to Tables 1-3. An evaluation result is shown collectively. It turns out that especially the 5th invention steel that machinability is relatively excellent in compared with the steel materials whose steel materials which are Si:0.01-0.15%, such as the 1st invention steel, are Si:0.15% -2.5%, such as the 2nd invention steel, and contains the improvement element in machinability is excellent in**

THIS PAGE BLANK (USPTO)

machinability.

[0055]

[Table 1]

区分	鋼種	供 試 材 の 化 学 組 成 (wt%)																V _{1,000} (#/min)		
		C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V		Ca	Pb
第1 発明鋼	1	0.40	0.04	0.66	0.027	0.037	0.021	0.0023	0.0036	0.011	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	22
	2	0.45	0.03	1.31	0.026	0.031	0.021	0.0023	0.0038	0.012	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	20
	3	0.52	0.02	0.51	0.025	0.026	0.023	0.0028	0.0042	0.007	0.02	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	21
	4	0.57	0.12	1.55	0.056	0.024	0.019	0.0029	0.0073	0.006	0.02	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	17
第2 発明鋼	5	0.65	0.03	0.49	0.007	0.034	0.041	0.0024	0.0149	0.012	0.04	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	20
	6	0.39	0.30	1.68	0.018	0.038	0.042	0.0023	0.0047	0.013	0.02	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	16
	7	0.47	1.82	0.68	0.053	0.016	0.007	0.0008	0.0024	0.008	0.01	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	15
	8	0.53	0.64	1.62	0.131	0.036	0.024	0.0031	0.0085	0.012	0.03	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	14
第3 発明鋼	9	0.56	0.28	0.85	0.027	0.031	0.021	0.0036	0.0044	0.016	0.02	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	16
	10	0.62	1.14	0.79	0.025	0.019	0.044	0.0029	0.0157	0.012	0.02	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	14
	11	0.45	0.02	1.30	0.025	0.031	0.020	0.0021	0.0036	0.010	0.01	0.0013	0.05	-	-	-	-	-	-	20
	12	0.46	0.02	0.38	0.022	0.019	0.007	0.0007	0.0026	0.008	0.03	0.0013	0.91	0.10	-	-	-	-	-	20
	13	0.52	0.03	0.55	0.102	0.035	0.019	0.0018	0.0076	0.007	0.04	0.0008	0.05	0.12	-	-	-	-	-	20
	14	0.58	0.03	0.53	0.068	0.030	0.018	0.0023	0.0042	0.013	0.02	0.0013	0.75	0.08	1.54	-	-	-	-	17
	15	0.43	0.26	0.65	0.126	0.034	0.023	0.0027	0.0073	0.008	0.03	0.0009	0.46	-	-	-	-	-	-	17
	16	0.45	0.31	1.60	0.055	0.026	0.022	0.0025	0.0086	0.007	0.01	0.0008	0.66	0.10	-	-	-	-	-	14
	17	0.53	1.38	1.30	0.129	0.019	0.034	0.0035	0.0081	0.017	0.03	0.0011	0.05	0.12	-	-	-	-	-	13
	18	0.56	0.29	1.26	0.008	0.024	0.047	0.0032	0.0137	0.013	0.02	0.0013	0.06	0.47	1.94	-	-	-	-	10
	19	0.41	0.04	0.50	0.052	0.033	0.035	0.0031	0.0073	0.010	0.03	0.0014	-	-	-	0.031	-	-	-	22
	20	0.43	0.06	1.58	0.021	0.032	0.021	0.0026	0.0042	0.010	0.01	0.0015	1.01	0.08	-	0.017	-	-	-	17
第4 発明鋼	21	0.45	0.03	0.42	0.017	0.042	0.027	0.0027	0.0051	0.013	0.01	0.0011	0.49	0.07	0.29	0.021	0.07	-	-	20
	22	0.46	0.03	1.31	0.027	0.031	0.017	0.0025	0.0044	0.009	0.01	0.0015	0.05	0.07	-	0.021	0.07	-	-	19
	23	0.52	0.02	1.31	0.026	0.031	0.021	0.0022	0.0042	0.012	0.01	0.0013	0.05	0.10	-	0.022	-	-	-	19

[0056]

[Table 2]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

区分	鋼No	供 試 材 の 化 学 組 成 (wt%)																	V ₁₀₀₀ (μ/min)	
		C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ca		Pb
第4 究明鋼 (焼き)	24	0.53	0.03	0.61	0.007	0.032	0.023	0.0022	0.0037	0.013	0.01	0.0014	0.68	0.10	-	0.020	0.16	-	-	17
	25	0.57	0.02	1.30	0.025	0.034	0.019	0.0024	0.0041	0.010	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	0.021	-	-	-	18
	26	0.39	0.92	1.33	0.027	0.032	0.027	0.0024	0.0044	0.013	0.01	0.0012	-	-	-	-	0.13	-	-	15
	27	0.42	0.19	0.66	0.035	0.026	0.022	0.0023	0.0057	0.006	0.01	0.0009	-	-	-	0.063	0.07	-	-	18
	28	0.43	0.31	1.61	0.055	0.031	0.027	0.0025	0.0041	0.012	0.01	0.0013	0.30	0.08	-	0.016	0.10	-	-	14
第5 究明鋼	29	0.42	0.06	1.54	0.021	0.033	0.021	0.0026	0.0045	0.012	0.01	0.0012	1.01	0.08	-	0.017	-	0.0015	0.20	24
	30	0.42	0.04	0.42	0.019	0.024	0.025	0.0026	0.0041	0.008	0.01	0.0014	0.95	0.11	-	0.021	0.07	0.0013	0.21	27
	31	0.47	0.03	1.31	0.026	0.034	0.021	0.0023	0.0035	0.011	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	0.019	0.08	0.0012	0.25	26
	32	0.47	0.03	0.75	0.025	0.001	0.007	0.0009	0.0035	0.008	0.03	0.0013	-	-	-	-	-	0.0015	-	27
	33	0.52	0.07	0.51	0.129	0.001	0.043	0.0027	0.0082	0.011	0.02	0.0011	0.41	0.27	0.83	0.036	0.07	0.0012	0.12	23
	34	0.53	0.03	1.44	0.016	0.029	0.018	0.0026	0.0042	0.008	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	0.021	-	0.0021	0.10	26
	35	0.53	0.03	0.54	0.007	0.029	0.022	0.0025	0.0042	0.012	0.01	0.0011	0.71	0.11	-	0.022	0.16	0.0014	0.10	25
	36	0.56	0.02	1.31	0.025	0.032	0.017	0.0028	0.0050	0.008	0.02	0.0008	0.05	0.11	-	0.020	-	0.0015	0.21	27
	37	0.57	0.03	1.52	0.048	0.045	0.048	0.0017	0.0177	0.006	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	0.22	26
	38	0.62	0.04	0.31	0.045	0.036	0.021	0.0024	0.0052	0.012	0.01	0.0016	0.66	0.19	-	-	-	0.0018	0.14	25
	39	0.42	0.31	1.59	0.056	0.032	0.025	0.0026	0.0046	0.009	0.01	0.0014	0.30	0.09	-	0.018	0.12	0.0022	0.17	24
	40	0.42	1.77	0.73	0.101	0.033	0.034	0.0033	0.0081	0.012	0.01	0.0009	0.73	0.25	-	0.038	-	-	0.31	21
	41	0.45	2.15	0.65	0.024	0.024	0.043	0.0036	0.0031	0.016	0.01	0.0013	1.13	0.31	-	-	0.42	-	0.25	18
	42	0.45	1.34	0.66	0.055	0.001	0.009	0.0017	0.0032	0.011	0.03	0.0015	0.73	0.32	-	-	-	0.0039	-	22
	43	0.53	0.47	0.81	0.124	0.018	0.008	0.0008	0.0024	0.009	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	0.20	24
	44	0.63	1.34	0.64	0.049	0.025	0.009	0.0017	0.0036	0.006	0.02	0.0017	-	-	-	-	-	0.0014	-	19

[0057]

[Table 3]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

区分	鋼No	供 試 材 の 化 学 組 成 (wt%)																	V _{L1000} (m/min)	
		C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ca		Pb
比較鋼	45	0.31	0.25	0.76	0.035	0.024	0.032	0.0023	0.0043	0.012	0.02	0.0008	-	-	-	-	-	-	-	20
	46	0.78	1.42	0.68	0.018	0.031	0.021	0.0022	0.0041	0.009	0.02	0.0017	-	-	-	-	-	-	-	12
	47	0.41	2.76	0.78	0.042	0.033	0.019	0.0023	0.0072	0.013	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	14
	48	0.52	0.02	0.15	0.027	0.037	0.023	0.0021	0.0044	0.007	0.01	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	19
	49	0.42	0.46	2.41	0.104	0.019	0.008	0.0009	0.0037	0.008	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	14
	50	0.52	1.58	1.57	0.003	0.026	0.034	0.0035	0.0075	0.012	0.01	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	7
	51	0.43	0.05	1.64	0.176	0.025	0.033	0.0026	0.0041	0.013	0.04	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	16
	52	0.37	0.02	0.55	0.038	0.069	0.024	0.0023	0.0043	0.011	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	18
	53	0.57	1.11	0.93	0.025	0.033	0.003	0.0017	0.0031	0.017	0.02	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	15
	54	0.40	0.86	0.92	0.033	0.036	0.071	0.0021	0.0037	0.008	0.01	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	17
	55	0.54	0.37	0.78	0.031	0.028	0.042	0.0002	0.0082	0.012	0.01	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	17
	56	0.65	0.02	0.51	0.125	0.031	0.017	0.0057	0.0075	0.009	0.02	0.0009	-	-	-	-	-	-	-	14
	57	0.55	0.73	1.31	0.056	0.034	0.034	0.0031	0.0011	0.013	0.03	0.0010	-	-	-	-	-	-	-	13
58	0.43	1.63	1.37	0.032	0.029	0.042	0.0027	0.0223	0.011	0.04	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	14	
59	0.47	1.45	0.83	0.062	0.031	0.023	0.0021	0.0043	0.024	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	15	
60	0.38	2.06	1.02	0.018	0.026	0.041	0.0025	0.0042	0.013	0.09	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	15	
61	0.59	0.03	0.46	0.020	0.045	0.026	0.0031	0.0081	0.016	0.03	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	16	
62	0.53	0.04	0.73	0.027	0.034	0.026	0.0028	0.0073	0.016	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	0.0132	-	17	
63	0.46	0.76	0.81	0.043	0.033	0.021	0.0021	0.0036	0.012	0.03	0.0011	-	-	-	-	-	-	-	0.67	

[0058] Next, the target shank article has application collection CHUBU ENGINEERING CORPORATION (= notching section) like the spline section, and destroys it in this notching section. Therefore, evaluation on the strength needs evaluation by material with notching. Then, it twisted, and as a test piece for evaluation on the strength, by 16mmphi, the parallel part has had tip R0.25mm and notching with a depth of 2mm in the center section, lacked, attached for them and twisted them in it, and used the test piece.

[0059]

[Table 4]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

高周波焼入 条件No	方式	周波数 (kHz)	加熱温度 (℃)	送り速度 (mm/秒)	保時間 (秒)
A	固定焼入れ	10	1000	—	2
B	移動焼入れ	10	1000	15	—
C	移動焼入れ	30	1000	25	—
D	移動焼入れ	10	1100	3	—

[0060] Induction hardening was performed on condition that A-C shown in Table 4, and it annealed on the conditions of 170 degree-Cx 1 hour after that. It examined by twisting about these samples. In addition, about some samples, shot-peening processing was performed on condition that arc height 1.0-1.5mmA after induction hardening-annealing. Moreover, in order to evaluate baked crack sensitivity, induction hardening was performed on condition that D shown in Table 4 using the test piece which has tip R0.25mm and notching with a depth of 3mm in a longitudinal direction by diameter 24mmphi and die-length 200mmL, and the existence of the baking crack of a notching bottom was observed.

[0061] Steel No.1-44 of Tables 1-3 are this invention steel, and steel No.45-63 are comparison steel. Tables 5-7 — each steel materials — twisting — an on-the-strength evaluation result — the ratio of effective case depth hardened by carburizing treatment and a radius — it is shown in accordance with old austenite grain size N_{γ} of t/r, average hardness HVA in a cross section, and an induction hardening layer, surface residual stress, and the evaluation result of baked crack sensitivity. In addition, effective case depth hardened by carburizing treatment is the effective case depth hardened by carburizing treatment based on the induction hardening hardening layer depth measuring method specified by JISG0559.

[0062]

[Table 5].

THIS PAGE BLANK (USPTO)

区 分	チタ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-ク/1t/mmA)	t/r	HVa	N _r	表面残留 応力 kgf/mm ²	張り強度 kgf/mm ²	焼割れ の有無
第1発明例	1	1	B	無	0.59	577	8.2	- 42	162	無
第1発明例	2	2	B	無	0.67	579	8.2	- 32	167	無
第1発明例	3B	3	B	無	0.61	609	8.4	- 34	163	無
第7発明例	3S	3	B	有(1.3)	0.61	609	8.4	- 91	184	無
比較例	3C	3	C	無	0.31	545	9.1	- 47	154	無
第1発明例	4	4	A	無	0.75	632	8.8	- 21	169	無
第1発明例	5A	5	A	無	0.64	674	8.3	- 31	175	無
第7発明例	5S	5	A	有(1.0)	0.64	674	8.3	- 82	192	無
第2発明例	6	6	B	無	0.68	572	8.4	- 25	166	無
第2発明例	7B	7	B	無	0.70	585	8.1	- 23	169	無
第7発明例	7S	7	B	有(1.2)	0.70	585	8.1	- 88	189	無
比較例	7C	7	C	無	0.28	513	8.7	- 48	152	無
第6発明例	8	8	A	無	0.80	621	9.7	- 19	180	無
第2発明例	9	9	A	無	0.78	637	8.6	- 21	171	無
第6発明例	10	10	A	無	0.80	679	9.1	- 20	184	無
第3発明例	11	11	B	無	0.65	589	8.4	- 31	169	無
第3発明例	12	12	B	無	0.58	575	8.1	- 47	166	無
第6発明例	13A	13	A	無	0.56	601	9.3	- 46	173	無
比較例	13C	13	C	無	0.24	521	10.2	- 51	149	無
第3発明例	14	14	A	無	0.75	618	8.9	- 24	173	無
第6発明例	15	15	B	無	0.62	577	9.6	- 35	175	無
第6発明例	16B	16	B	無	0.75	591	9.4	- 14	179	無
第7発明例	16S	16	B	有(1.1)	0.75	591	9.4	- 82	191	無
第6発明例	17	17	A	無	0.75	622	9.5	- 21	180	無
第3発明例	18A	18	A	無	0.76	638	8.6	- 22	177	無
比較例	18C	18	C	無	0.31	470	9.1	- 46	145	無

[0063]

[Table 6]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

区 分	データ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-クハ付mmA)	t/r	HV _A	N _T	表面残留 応力 kgf/mm ²	硬り強度 kgf/mm ²	焼割れ の有無
第6発明例	19	19	B	無	0.46	568	9.4	- 32	171	無
第4発明例	20	20	B	無	0.75	599	8.5	- 21	170	無
第4発明例	21	21	B	無	0.72	589	8.6	- 24	171	無
第4発明例	22	22	B	無	0.80	604	8.3	- 12	168	無
第4発明例	23	23	A	無	0.65	596	8.3	- 31	173	無
第4発明例	24	24	A	無	0.72	632	8.2	- 20	169	無
第7発明例	24S	24	A	有(1.2)	0.72	632	8.2	- 83	186	無
第4発明例	25A	25	A	無	0.72	632	8.6	- 19	172	無
比較例	25C	25	C	無	0.35	504	9.4	- 43	148	無
第4発明例	26	26	B	無	0.68	577	8.4	- 31	173	無
第4発明例	27	27	B	無	0.48	574	8.7	- 42	168	無
第4発明例	28	28	B	無	0.67	579	8.2	- 21	169	無
第5発明例	29	29	B	無	0.72	594	8.3	- 20	171	無
第5発明例	30	30	B	無	0.75	611	8.3	- 22	173	無
第5発明例	31B	31	B	無	0.70	590	8.1	- 22	164	無
第7発明例	31S	31	B	有(1.1)	0.70	596	8.1	- 83	181	無
比較例	31C	31	C	無	0.27	431	9.2	- 48	142	無
第5発明例	32	32	B	無	0.31	563	8.1	- 51	162	無
第6発明例	33	33	A	無	0.70	617	9.6	- 23	174	無
第5発明例	34	34	A	無	0.72	632	8.2	- 22	169	無
第5発明例	35	35	A	無	0.68	622	8.2	- 22	171	無
第5発明例	36A	36	A	無	0.72	638	8.6	- 23	173	無
第7発明例	36S	36	A	有(1.5)	0.72	638	8.6	- 97	187	無
第5発明例	37	37	A	無	0.52	631	8.1	- 38	171	無
第5発明例	38	38	A	無	0.56	669	8.3	- 47	176	無
第5発明例	39	39	B	無	0.56	571	8.3	- 48	165	無

[0064]

[Table 7]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

区 分	データ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-カハイトmmA)	t/r	HVa	N r	表面残留 応力 kgf/mm ²	張り強度 kgf/mm ²	焼割れ の有無
第6発明例	40	40	B	無	0.70	583	9.5	- 23	180	無
第5発明例	41B	41	B	無	0.68	579	8.1	- 31	174	無
比較例	41C	41	C	無	0.28	410	8.7	- 42	137	無
第5発明例	42	42	B	無	0.70	581	8.2	- 21	175	無
第5発明例	43	43	A	無	0.30	562	8.0	- 41	164	無
第5発明例	44	44	A	無	0.55	665	8.2	- 38	182	無
比較例	45	45	B	無	0.52	512	8.1	- 42	143	無
比較例	46	46	B	無	0.80	763	8.1	- 17	139	有
比較例	47	47	B	無	0.72	582	9.3	- 23	156	無
比較例	48	48	A	無	0.31	558	8.3	- 34	157	無
比較例	49	49	A	無	1.00	603	8.1	- 11	131	有
比較例	50	50	A	無	0.72	616	8.7	- 23	171	無
比較例	51	51	A	無	0.75	581	8.4	- 21	150	有
比較例	52	52	B	無	0.64	561	8.5	- 28	152	無
比較例	53	53	A	無	0.72	633	8.1	- 20	142	無
比較例	54	54	A	無	0.75	573	8.2	- 20	155	無
比較例	55	55	A	無	0.30	576	9.6	- 41	151	無
比較例	56	56	A	無	0.85	681	9.4	- 13	142	有
比較例	57	57	A	無	0.75	622	7.3	- 23	140	有
比較例	58	58	A	無	0.72	569	10.4	- 24	152	無
比較例	59	59	B	無	0.75	593	8.3	- 24	132	有
比較例	60	60	B	無	0.80	563	8.2	- 20	140	有
比較例	61	61	B	無	0.80	650	9.7	- 21	152	無
比較例	62	62	B	無	0.60	621	9.3	- 38	153	無
比較例	63	63	B	無	0.53	584	8.2	- 42	141	無

[0065] Each steel according to this invention method so that clearly from Tables 5-7 is 2 160 kgf(s)/mm. It twists, and has reinforcement and it turns out also with small baked crack sensitivity that more than was [the thing] excellent. Moreover, in this invention method, relative more high level twisted compared with the example of invention using the steel materials which are Si:0.01-0.15%, such as the 1st invention steel, and Mn:0.2-2.0%, and the example of invention using the steel materials which are Si:0.15 ** -2.5%, such as the 2nd invention steel, and Mn:0.6-2.0% has attained reinforcement, or the old austenite grain size of an induction hardening layer is furthermore more than No. 9 — a pan — or surface residual stress -80kgf/mm² When it is the following, it turns out that higher level twisted and reinforcement is attained.

[0066] On the other hand, the examples 3C, 7C, 13C, 18C, 25C, 31C, and 41C of a comparison are the cases where the average hardness HVa in a cross section is less than 560, and all are 2 160 kgf(s)/mm. More than twists and reinforcement is not attained. The example 50 of a comparison is the case where the content of S is less than the range of this invention, and is 2 160 kgf/mm. Although more than twists and it has reinforcement, as shown in Table 3, machinability is inferior in steel No.50.

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[0067] The examples 45, 48, 53, 55, and 57 of a comparison are the cases where the content of C, Mn, Ti, B, and N is less than the range of this invention. Moreover, the examples 46, 47, 49, 51, 52, 54, 56, 58, 59, 60, 61, 62, and 63C of a comparison, It is the case where the content of Si, Mn, S, aluminum, Ti, B, N, P, Cu, O, calcium, and Pb exceeds the range of this invention. All are 2 160 kgf(s)/mm. More than twisted, and reinforcement was not attained and the baked crack has occurred in examples of a comparison, such as steel materials with the inadequate cure against crystal stressing of the part in this.

[0068]

[Effect of the Invention] If this invention method is used as stated above, it will be 2 160 kgf/mm. Manufacture of the induction hardening shank article which was excellent in more than and which twists, and has reinforcement and does not cause a baked crack is attained, and a very remarkable thing has the effectiveness on industry.

[Translation done.]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] (a) is drawing in which the shaft which has the serration section, and (b) showed the shaft with a flange, and (c) showed the shaft with an outer case.

[Drawing 2] Drawing in which being drawing for explaining the definition of the average hardness in a cross section, and showing the condition of having divided the cross section into radial in n rings concentric circular

[Drawing 3] Drawing having shown typically a shear strain and shearing force in case a shank article twists and plastic deformation advances inside from a rear face in a deformation process

[Drawing 4] Drawing in which twisting with the average hardness (HV_a) of various ingredients, and showing relation with reinforcement

[Description of Notations]

10 Shaft

11 12 Serration

20 21 Shaft

22 Flange

30, 31, 32 Shaft

33 Outer Case Section

[Translation done.]

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-90484

(43) 公開日 平成7年(1995)4月4日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00
38/14
38/60

識別記号

庁内整理番号

3 0 1 A

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 7 F D (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願平5-253691

(22) 出願日 平成5年(1993)9月17日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 越智 達朗

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式
会社室蘭製鐵所内

(72) 発明者 子安 善郎

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式
会社室蘭製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 萩原 康弘 (外1名)

(54) 【発明の名称】 高強度高周波焼入れ軸部品

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、焼き割れを防止しかつ160kgf/mm²以上の優れた振り強さを有する高周波焼入れ軸部品を提供する。

【構成】 C:0.35~0.70%、S:0.005~0.15%、Al:0.0005~0.05%、Ti:0.005~0.05%、B:0.0005~0.005%、N:0.002~0.02%を含有し、さらにSi:0.01~0.15%、Mn:0.2~2.0%、またはSi:0.15超~2.5%、Mn:0.6~2.0%であり、P、Cu、Oを特定量以下に規制し、さらにまたは特定量のCr、Mo他を含有し、断面内平均硬さHV_aが560以上であり、さらにまたは高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上であり、さらにまたは表面の残留応力が-80kgf/mm²以下である高強度高周波焼入れ軸部品。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比として、

C : 0.35~0.70%
 Si : 0.01~0.15%
 Mn : 0.2~2.0%
 S : 0.005~0.15%
 Al : 0.0005~0.05%
 Ti : 0.005~0.05%
 B : 0.0005~0.005%
 N : 0.002~0.02%

を含有し、

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

【請求項2】 重量比として、

C : 0.35~0.70%
 Si : 0.15超~2.5%
 Mn : 0.6~2.0%
 S : 0.005~0.15%
 Al : 0.0005~0.05%
 Ti : 0.005~0.05%
 B : 0.0005~0.005%
 N : 0.002~0.02%

を含有し、

$$\text{断面内平均硬さ } HVa = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

【請求項3】 鋼がさらに、

Cr : 0.03~1.5%
 Mo : 0.05~1.0%
 Ni : 0.1~3.5%

の1種または2種以上を含有する請求項1または請求項2記載の高強度高周波焼入れ軸部品。

【請求項4】 鋼がさらに、

Nb : 0.01~0.3%
 V : 0.03~0.6%

の1種または2種を含有する請求項1ないし3記載の高強度高周波焼入れ軸部品。

【請求項5】 鋼がさらに、

Ca : 0.0005~0.010%
 Pb : 0.05~0.5%

の1種または2種を含有する請求項1ないし4記載の高強度高周波焼入れ軸部品。

【請求項6】 高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項1ないし5記載の高強度高周波焼入れ軸部品。

【請求項7】 表面の残留応力が -80 kgf/mm^2 以下である請求項1ないし6記載の高強度高周波焼入れ軸部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は高強度高周波焼入れ軸部

2

*P : 0.020%以下

Cu : 0.05%以下

O : 0.0020%以下に制限し、

残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、下記で定義される断面内平均硬さHV_aが560以上であることを特徴とする高強度高周波焼入れ軸部品。断面内平均硬さの定義：半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の硬さをHV_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

10 【数1】

*

※P : 0.020%以下

Cu : 0.05%以下

O : 0.0020%以下に制限し、

残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、下記で定義される断面内平均硬さHV_aが560以上であることを特徴とする高強度高周波焼入れ軸部品。断面内平均硬さの定義：半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の硬さをHV_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

20

※

【数2】

品にかかわり、さらに詳しくは、図1の(a)~(c)に示したスプライン部を有するシャフト、フランジ付シャフト、外筒付シャフト等の自動車の動力伝達系を構成する軸部品として優れた振り強度を有する高周波焼入れ軸部品に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の動力伝達系を構成する軸部品は、通常中炭素鋼を所定の部品に成形加工し、高周波焼入れ焼戻しを施して製造されているが、近年の自動車エンジンの高出力化及び環境規制対応にともない、高強度化（振り強度の向上）の指向が強い。これに対して、特公昭63-62571公報にはC : 0.30~0.38%、Mn : 0.6~1.5%、B : 0.0005~0.0030%、Ti : 0.01~0.04%、Al : 0.01~0.04%からなる鋼をドライブシャフトに成形し、高周波焼入れによる高周波焼入れ深さと鋼部材半径の比を0.4以上とするドライブシャフトの製造方法が示されている。該発明材で得られる最大の振り強度は該公報第1図にみられるように、約160 kgf/mm²である。また、特開平4-218641号公報にはSi : 0.05%以下、Mn : 0.65超1.7以下である低Siと高Mnを特徴とする特定成分系の高強度軸部品用鋼材を用いることにより、スプライン部付き材で140~160 kgf/mm²の振り強度が得られることが示されている。以上のように現状で実現できる振り

強度の最大は約160kgf/mm²である。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、前記した振り強度160kgf/mm²の強度レベルは、自動車の動力伝達系軸部品の強度レベルとして十分であるとは言えないのが現状である。また、高強度化を図る上で部品製造工程上、加工性の向上と焼き割れの抑制が重要な課題となっている。本発明の目的は、部品製造工程上、加工性が優れ焼き割れを起こさず、かつ部品として160kgf/mm²以上の優れた振り強度を有する軸部品を提供しようとするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、高周波焼*

$$\text{断面内平均硬さ } HV_a = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

【0006】以上は、次の知見から得られた。図3は軸部品の振り変形過程で塑性変形が表層から内部へ進行する時の剪断歪と剪断応力を模式的に示した図である。図中で実線は剪断歪分布、太実線は剪断応力分布、破線は剪断降伏応力分布を示す。トルクが1)の時、表面で剪断応力 τ が鋼材の剪断降伏応力 τ_y に達して塑性変形が開始する。トルクが2)の段階まで振り変形が進行すると、加工硬化を伴いながら(図中で表層部の破線と実線の差が加工硬化量)塑性変形が内部へ進行する。なお、※

$$M_t = 2\pi \int_0^a \tau(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (1)$$

但し、 a :半径

【0009】一方、一般に振り強度の指標として用いられる弾性破壊を仮定した見かけ上の剪断破壊応力 τ_{max} は次式(2)で求められる。

$$\begin{aligned} \tau_{max} &= \frac{2M_t}{\pi a^3} \\ &= \frac{4}{a^3} \int_0^a \tau(r) r^2 dr \\ &= \frac{4}{a^3} \int_0^a \tau_t(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (2) \end{aligned}$$

但し、 $\tau_t(r)$:破壊時のせん断応力分布

【0011】鋼材が中・高炭素マルテンサイト鋼なので加工硬化量が小さいと仮定すると、図3から明らかなように破壊時の剪断応力分布は剪断降伏応力分布にほぼ一致するため、破壊時の剪断応力分布は硬さ分布の関数と☆

$$\tau_{max} = \frac{4K_1}{a^3} \int_0^a HV(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (3)$$

【0013】ここで、均一硬さ材に相当する硬さの指標として、相当硬さ HV_a を次式(4)で定義する。

*入れにより優れた振り強度を有する軸部品を実現するために、鋭意検討を行い次の知見を得た。

(1)高周波焼入れ材の振り強度は、延性破壊する場合、下記で定義される断面内平均硬さに比例して向上する。振り強度と断面内平均硬さの関係から外挿すると、160kgf/mm²以上の優れた振り強度を得るためには、 HV_a が560以上とすることが必要である。断面内平均硬さの定義;図2に示したように、半径 a の断面を半径方向に同心円状に N 個のリングに分割し、 n 番目のリング状部分の硬さを HV_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、

【0005】

【数3】

※図中の1点鎖線は塑性変形が起こらないと仮定した時の仮想的な剪断応力分布である。さらにトルクが振り破壊を起こす直前の3)の段階では、ほぼ中心部まで塑性変形が進行していると考えられる。

【0007】ここで、任意の剪断応力分布 $\tau(r)$ に対するトルク M_t は次式(1)で与えられる。

【0008】

【数4】

★【0010】

【数5】

★

☆して $\tau_t(r) = K_1 \cdot HV(r)$ と近似できる。

【0012】

【数6】

【0014】

【数7】

$$HV_{\text{平均}} = K_2 \int_0^a HV(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (4)$$

【0015】均一硬さ材では、 $HV_{\text{平均}} = HV = \text{一定}$ よ * 【0016】
り、 $K_2 = 3/a^3$ * 【数8】

$$HV_{\text{平均}} = \frac{3}{a^3} \int_0^a HV(r) r^2 dr \quad \dots \dots \dots (5)$$

【0017】(3)、(5)式より、 ※【数9】
【0018】 ※10

$$\tau_{\text{平均}} = K_3 \cdot HV_{\text{平均}} \quad \dots \dots \dots (6)$$

【0019】相当硬さ $HV_{\text{平均}}$ は、断面を半径方向に同心 ★のように近似できる。
円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の 【0020】
硬さを HV_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、次★ 【数10】

$$HV_{\text{平均}} = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \cdot r_n^2 \cdot \Delta r_n \right) \times 3/a^3 \quad \dots \dots \dots (7)$$

【0021】これをあらためて、断面内平均硬さ HV_a と定義した。図4は、各種の硬さ分布を有する材料について、平均硬さ HV_a を求め、振り強度を HV_a で整理した結果であるが、振り強度は HV_a と良い相関があり、160kgf/mm²以上の優れた強度を得るためには、 HV_a が560以上とすることが必要であることが明らかである。

【0022】(2)しかしながら、従来材を用いて断面内平均硬さを増加させていくと、「延性破壊」から「粒界割れ起点の脆性破壊」に破壊モードが変化し、強度の増加が飽和するかもしくはかえって低下する。しかしながら、下記の手法を組み合わせて用いれば粒界破壊による脆性破壊が抑制され、断面内平均硬さの増加に伴い振り強度は増加する。

- 1) Ti-B添加
- 2) P、Cu、O量の低減
- 3) 炭窒化物による旧オーステナイト粒の細粒化 (A1、N適量添加)

【0023】(3)上記の脆性破壊抑制による振り強度増加の効果は、上記に加えてさらに次の手法を付加することによりさらに大きくなる。

- 1) Si増量
- 2) Cr、Mo、Ni添加
- 3) ハードショットピーニング処理による圧縮残留応力の付与

【0024】(4)上記(1)の断面内平均硬さを増加させていくと、従来材では焼き割れを起こしやすくなるが、上記の(2)、(3)の対策を講じることにより焼☆

$$\text{断面内平均硬さ } HV_a = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3/a^3$$

【0028】本発明の請求項2の発明は重量比として、
C : 0.35~0.70%
Si : 0.15超~2.5%

☆き割れは抑制される。

【0025】(5)なお、軸部品の製造工程において優れた加工性が必要な場合には、Si量を制限することにより加工性が改善される。本発明は以上の新規なる知見に基づいてなされたものであり、本発明の要旨は以下の通りである。

【0026】本発明の請求項1の発明は重量比として、

C : 0.35~0.70%
Si : 0.01~0.15%
Mn : 0.2~2.0%
S : 0.005~0.15%
Al : 0.0005~0.05%
Ti : 0.005~0.05%
B : 0.0005~0.005%
N : 0.002~0.02%

を含有し、

P : 0.020%以下
Cu : 0.05%以下
O : 0.0020%以下に制限し、

残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記で定義される断面内平均硬さ HV_a が560以上であることを特徴とする高強度高周波焼入れ軸部品である。断面内平均硬さの定義：半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の硬さを HV_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、

【0027】

【数11】

Mn : 0.6~2.0%
S : 0.005~0.15%
Al : 0.0005~0.05%

7
Ti: 0.005~0.05%
B: 0.0005~0.005%
N: 0.002~0.02%
を含有し、
P: 0.020%以下
Cu: 0.05%以下
O: 0.0020%以下に制限し、

残部が鉄および不可避免的不純物となり、下記で定義さ*

$$\text{断面内平均硬さ } HV_a = \left(\sum_{n=1}^N HV_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3 / a^3$$

【0030】本発明の請求項3ないし5の発明は、鋼がさらに、

Cr: 0.03~1.5%

Mo: 0.05~1.0%

Ni: 0.1~3.5%

の1種または2種以上を含有し、

さらにまたは、

Nb: 0.01~0.3%、

V: 0.03~0.6%、

の1種または2種を含有し、さらにまたは、

Ca: 0.0005~0.010%

Pb: 0.05~0.5%

の1種または2種を含有する請求項1または2記載の高強度高周波焼入れ軸部品である。本発明の請求項6または請求項7の発明は、高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上であり、さらにまたは表面の残留応力が -80 kgf/mm^2 以下である請求項1ないし5記載の高強度高周波焼入れ軸部品である。

【0031】

【作用】以下に、本発明を詳細に説明する。請求項1は、最終製品が優れた振り強度を有し、かつ軸部品の製造工程において加工性に優れ、焼き割れを起こさない高強度高周波焼入れ軸部品に関する発明である。まず、請求項1発明の成分含有範囲を上記の如く限定した理由について説明する。

【0032】Cは高周波焼入れ硬化層の硬さを増加させるのに有効な元素であるが、0.35%未満では硬さが不十分であり、また0.70%を超えるとオーステナイト粒界への炭化物析出が顕著になって粒界強度を劣化させ、脆性破壊強度の低下を招くとともに、焼き割れが発生しやすくなるため、含有量を0.35~0.70%に定めた。

【0033】次に、Siは脱酸元素として添加する。しかしながら、0.01%未満ではその効果は不十分である。一方、Siは固溶体硬化により素材硬さを高くするため、0.15%を超える添加は、軸部品の製造工程で加工性を劣化させる。以上の理由で、その含有量を0.01~0.15%とした。

【0034】Mnは焼入れ性の向上を目的として添加する。しかしながら、0.20%未満ではこの効果は不十分

8
*れる断面内平均硬さ HV_a が560以上であることを特徴とする高強度高周波焼入れ軸部品である。断面内平均硬さの定義：半径 a の断面を半径方向に同心円状に N 個のリングに分割し、 n 番目のリング状部分の硬さを HV_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、

【0029】

【数12】

分である。一方、2.0%を超えるとこの効果は飽和しむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、その含有量を0.20~2.0%とした。

【0035】また、Sは鋼中でMnSを形成、これによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化および被削性の向上を目的として添加するが、0.005%未満ではその効果は不十分である。一方、0.15%を超えるとその効果は飽和し、むしろ粒界偏析を起こし粒界脆化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.005~0.15%とした。

【0036】Alは、1) Nと結合してAlNを形成することによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として、および2) 脱酸元素として添加するが、0.0005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.05%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.0005~0.05%とした。

【0037】Tiもやはり鋼中でNと結合してTiNとなるが、これによる1) 高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化、および2) 固溶Nの完全固定によるBN析出防止、つまり固溶Bの確保を目的として添加する。しかしながら、0.005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.05%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.005~0.05%とした。

【0038】Bは固溶状態でオーステナイト粒界に粒界偏析し、P、Cu等の粒界不純物を粒界から追い出すことにより粒界強度を増加させることを狙いとして添加する。しかしながら、0.0005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.005%を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0.0005~0.005%とした。

【0039】さらに、NはAlN等の炭化物析出による高周波加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加するが、0.002%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.02%超では、その効果は飽和しむしろBNを形成して固溶Bの減少を招くので、その含有量を0.002~0.02%とした。

【0040】一方、Pはオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破

壊を起こし易くし、そのため強度を低下させる。特にPが0.02%を超えると強度低下が顕著となるため、0.02%を上限とした。なお、より一層高強度化を指向する場合は、Pの含有量を0.009%以下とするのが望ましい。

【0041】また、CuもPと同様オーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、強度低下の原因となる。特にCuが0.05%を超えると強度低下が顕著となるため、0.05%を上限とした。

【0042】さらに、Oは粒界偏析を起こし粒界脆化を起こすとともに、鋼中で硬い酸化物系介在物を形成し、振り応力下での脆性破壊を起こし易くし、強度低下の原因となる。特にOが0.0020%を超えると強度低下が顕著となるため、0.0020%を上限とした。

【0043】次に、高周波焼入れ軸部品が上記の成分からなり、上記で定義される断面内平均硬さHVAが560以上とした理由を以下に述べる。高周波焼入れ材の振り強度は、断面内平均硬さに比例して向上する。160 kgf/mm²以上の優れた振り強度を得るためには断面内平均硬さHVAを560以上とすることが必要であり、それ未満では振り強度が不足する。以上の理由から、断面内平均硬さHVAが560以上とした。なお、本発明では硬化層深さは特に限定しないが、JIS G 559で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さtと部品半径rの比t/rを0.3~0.8とするのが望ましい。これは高周波焼入れ材のねじり強さは、高周波焼入れ深さを深くするほど向上するが、有効硬化層深さがt/rで0.3未満では、ねじり強さ向上効果が小さく、また0.8を超えると表層の圧縮残留応力が低下するため、軸部品製造工程で焼き割れ発生危険性が増すためである。

【0044】次に請求項2は、最終製品がより一層の高い振り強度を有し、かつ製造工程で焼き割れを起こさない高強度高周波焼入れ軸部品に関する発明である。請求項2発明でSi:0.15超~2.5%、Mn:0.6~2.0%を含有する鋼を用いるのは次の理由による。

【0045】Siは1)オーステナイト粒界への炭化物析出抑制による粒界強化を目的として、および2)脱酸元素として添加する。しかしながら、0.15%以下の添加では粒界強化の効果は不十分であり、一方、2.5%を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0.15超~2.5%とした。なお、一層の高強度化を図るためには、0.4%以上のSi添加が望ましい。

【0046】Mnは1)焼入れ性の向上、および鋼中でMnSを形成することによる2)高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化と3)被削性の向上を目的として添加する。しかしながら、より高い振り強度を指向した場合には0.60%未満の添加では不十分である。一方、Mnはオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、

粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破壊を起こし易くし、そのため強度を低下させる。特にこの傾向は2.0%以上で顕著になる。以上の理由から、Mnの含有量を0.6~2.0%とした。

【0047】請求項3は、Cr、Mo、Ni添加により、1)焼入れ性の向上による高周波焼入れ硬さの増加、硬化層深さの増加および2)オーステナイト粒界に粒界偏析を起こすことによる粒界強度増加または粒界近傍の靱性改善による脆性破壊防止により一層の高強度化を図った軸部品用鋼材である。しかしながら、Cr:0.03%未満、Mo:0.05%未満、Ni:0.1%未満ではこの効果は不十分である。一方、Cr:1.5%超、Mo:1.0%超、Ni:3.5%超ではこの効果は飽和し、このような過剰添加は経済性の観点から好ましくない。以上の理由から、これらの含有量をCr:0.03~1.5%、Mo:0.05~1.0%、Ni:0.1~3.5%とした。

【0048】請求項4は、1)高周波加熱時のオーステナイト粒を一層微細化し、粒界破壊を防止するとともに、2)析出強化により芯部の硬さを増加することにより高強度化を図った軸部品用鋼材である。Nb、Vは鋼中で炭窒化物を形成し、高周波加熱時のオーステナイト粒を微細化させる効果、および析出強化により芯部の硬さを増加させる効果を有する。しかしながら、Nb含有量が0.01%未満、V含有量が0.03%未満ではその効果は不十分である。一方、Nb:0.30%超、V:0.60%超では、その効果は飽和し、このような過剰添加は経済性の観点から好ましくない。以上の理由から、これらの含有量をNb:0.01~0.3%、V:0.03~0.6%とした。

【0049】請求項5は、最終製品が優れた振り強度を有し、かつ軸部品の製造工程において加工性に優れ、焼き割れを起こさない高強度高周波焼入れ軸部品に関する発明である。本発明鋼では、被削性向上を目的としてCa、Pbの1種または2種を含有させることが出来る。なお、Caは被削性向上だけでなく、鋼中でPと結合して燐化物を生成し、Pの粒界偏析量を低減し粒界強度を増加させる効果も有している。しかしながら、Ca含有量が0.0005%未満、Pb含有量が0.05%未満ではこれら効果は不十分であり、一方、Ca:0.01%超、Pb:0.50%超では、これらの効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、これらの含有量をCa:0.0005~0.010%、Pb:0.05~0.5%とした。

【0050】次に、請求項6は高周波加熱時のオーステナイト粒を一層微細化し、粒界破壊防止による高強度化を図った軸部品である。本発明において高周波焼入れ軸部品の高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上としたのは、高周波焼入れ層の旧オーステナイト粒の微細化により粒界破壊による脆性破壊が抑制され

るが、結晶粒度が9番未満ではこの効果は小さいためである。

【0051】請求項7は高周波焼入れ軸部品の表面に大きな圧縮残留応力を付与し、これにより脆性破壊を抑制して一層の高強度化を図った軸部品である。本発明において高周波焼入れ軸部品の表面の残留応力が -80 kgf/mm^2 以下としたのは、圧縮残留応力の付与により脆性破壊が抑制されて振り強度が増加し、その効果は表面の残留応力が -80 kgf/mm^2 以下で特に顕著になるためである。

【0052】ここで、本発明の高周波焼入れ軸部品では、製造のための高周波焼入れ条件および焼戻し条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。例えば、本発明の要件を満足すれば焼戻し処理を行わなくても良い。また、本発明では、本発明の要件を満足すれば、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍、焼入れ一焼戻し等の熱処理を必要に応じて行うことができる。なお、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍を行わない場合には、鋼材素材の熱間圧延による製造を仕上げ温度； $700\sim 850^\circ\text{C}$ 、仕上げ圧延後 $700\sim 500^\circ\text{C}$ の温度範囲の平均冷却速度； $0.05\sim 0.7^\circ\text{C/秒}$ の条件で行うのが望ましい。

【0053】また、本発明の高周波焼入れ軸部品における圧縮残留応力の付与は、高周波焼入れ一焼戻し後、アークハイト 1.0 mmA 以上の強さでのハードショット

ピーニング処理が有効である。ここで、アークハイトとは例えば「自動車技術、Vol. 41、No. 7、1987、726～727頁」に掲載されているようにショットピーニングの強さの指標である。但し、本発明では、圧縮残留応力の付与の条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

【0054】

【実施例】表1～3の組成を有する鋼材を $40\text{ mm}\phi$ の棒鋼に圧延した。この棒鋼から被削性評価用ドリル穴開け試験片、振り試験片および焼き割れ感受性評価試験片を採取した。被削性の評価は、送り速度 0.33 mm/s で、ドリル（材質：SKH51- $\phi 10\text{ mm}$ ）の周速を種々変化させ、各速度においてドリル切削不能になる総穴深さを求め、周速-ドリル寿命曲線を作成し、ドリル寿命が 1000 mm となる最大速度を V_{1000} と規定し、被削性の評価基準とした。表1～3に V_{1000} の評価結果を併せて示す。被削性は、第1発明鋼等の $\text{Si} : 0.01\sim 0.15\%$ である鋼材が第2発明鋼等の $\text{Si} : 0.15\sim 2.5\%$ である鋼材に比べて相対的に優れており、また被削性向上元素を含有する第5発明鋼が特に被削性が優れていることがわかる。

【0055】

【表1】

区分	鋼号	供 試 材 の 化 学 組 成 (wt%)																	V _{1,000} (#/in)	
		C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ca		Pb
第1 発明例	1	0.40	0.04	0.86	0.027	0.037	0.021	0.0023	0.0036	0.011	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	22
	2	0.45	0.03	1.31	0.026	0.031	0.021	0.0023	0.0038	0.012	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	-	20	
	3	0.52	0.02	0.51	0.025	0.026	0.023	0.0028	0.0042	0.007	0.02	0.0015	-	-	-	-	-	-	21	
	4	0.57	0.12	1.55	0.056	0.024	0.019	0.0023	0.0073	0.006	0.02	0.0008	-	-	-	-	-	-	17	
	5	0.65	0.03	0.49	0.007	0.034	0.041	0.0024	0.0149	0.012	0.04	0.0011	-	-	-	-	-	-	20	
第2 発明例	6	0.39	0.30	1.68	0.018	0.038	0.042	0.0023	0.0047	0.013	0.02	0.0013	-	-	-	-	-	-	16	
	7	0.47	1.82	0.68	0.063	0.016	0.007	0.0008	0.0024	0.008	0.01	0.0017	-	-	-	-	-	-	15	
	8	0.53	0.64	1.62	0.131	0.036	0.024	0.0031	0.0085	0.012	0.03	0.0009	-	-	-	-	-	-	14	
	9	0.56	0.28	0.85	0.027	0.031	0.021	0.0036	0.0044	0.016	0.02	0.0013	-	-	-	-	-	-	16	
	10	0.62	1.14	0.79	0.025	0.019	0.044	0.0029	0.0157	0.012	0.02	0.0011	-	-	-	-	-	-	14	
第3 発明例	11	0.45	0.02	1.30	0.025	0.031	0.023	0.0021	0.0036	0.010	0.01	0.0013	0.05	-	-	-	-	-	20	
	12	0.46	0.02	0.38	0.022	0.019	0.007	0.0007	0.0026	0.008	0.03	0.0013	0.91	0.10	-	-	-	-	20	
	13	0.52	0.03	0.55	0.102	0.035	0.019	0.0018	0.0076	0.007	0.04	0.0008	0.05	0.12	-	-	-	-	17	
	14	0.58	0.03	0.53	0.068	0.030	0.018	0.0023	0.0042	0.013	0.02	0.0013	0.75	0.08	1.54	-	-	-	17	
	15	0.43	0.26	0.65	0.126	0.034	0.023	0.0027	0.0073	0.008	0.03	0.0008	0.46	-	-	-	-	-	14	
第4 発明例	16	0.45	0.31	1.60	0.055	0.026	0.022	0.0025	0.0036	0.007	0.01	0.0008	0.68	0.10	-	-	-	-	13	
	17	0.53	1.38	1.30	0.129	0.019	0.034	0.0035	0.0031	0.017	0.03	0.0011	0.05	0.12	-	-	-	-	10	
	18	0.56	0.29	1.26	0.008	0.024	0.047	0.0032	0.0137	0.013	0.02	0.0013	0.06	0.47	1.94	-	-	-	22	
	19	0.41	0.04	0.50	0.052	0.033	0.035	0.0031	0.0073	0.010	0.03	0.0014	-	-	-	0.031	-	-	17	
	20	0.43	0.06	1.58	0.021	0.032	0.021	0.0028	0.0042	0.010	0.01	0.0015	1.01	0.08	-	0.017	-	-	20	
	21	0.45	0.03	0.42	0.017	0.042	0.027	0.0027	0.0051	0.013	0.01	0.0011	0.49	0.07	0.29	0.021	0.07	-	19	
	22	0.46	0.03	1.31	0.027	0.031	0.017	0.0025	0.0044	0.009	0.01	0.0015	0.05	0.07	-	0.021	0.07	-	19	
	23	0.52	0.02	1.31	0.026	0.031	0.021	0.0022	0.0042	0.012	0.01	0.0013	0.05	0.10	-	0.022	-	-	19	

[0056]

[表2]

区分		供試材の化学組成 (wt%)																V ₁₀₀₀ (g/min)			
		牌号	C	Si	Mn	S	Al	Ti	D	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb		Y	Ca	Pb
第4 群鋼 (炭素)	24	0.53	0.03	0.51	0.007	0.032	0.023	0.0022	0.0037	0.013	0.01	0.0014	0.68	0.10	-	-	0.020	0.16	-	-	17
	25	0.57	0.02	1.30	0.025	0.034	0.019	0.0024	0.0041	0.010	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	-	0.021	-	-	-	18
	26	0.39	0.92	1.33	0.027	0.032	0.027	0.0024	0.0044	0.013	0.01	0.0012	-	-	-	-	-	0.13	-	-	15
	27	0.42	0.19	0.66	0.055	0.028	0.022	0.0023	0.0057	0.008	0.01	0.0009	-	-	-	-	0.063	0.07	-	-	18
	28	0.43	0.31	1.61	0.055	0.031	0.027	0.0025	0.0041	0.012	0.01	0.0013	0.30	0.08	-	-	0.016	0.10	-	-	14
	29	0.42	0.06	1.54	0.021	0.033	0.021	0.0026	0.0045	0.012	0.01	0.0012	1.01	0.08	-	-	0.017	-	0.0015	0.20	24
	30	0.42	0.04	0.42	0.019	0.024	0.025	0.0026	0.0041	0.008	0.01	0.0014	0.95	0.11	-	-	0.021	0.07	0.0013	0.21	27
	31	0.47	0.03	1.31	0.026	0.034	0.021	0.0023	0.0035	0.011	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	-	0.019	0.08	0.0012	0.25	26
第5 群鋼	32	0.47	0.03	0.75	0.025	0.001	0.007	0.0009	0.0035	0.009	0.03	0.0013	-	-	-	-	-	-	0.0015	-	27
	33	0.52	0.07	0.51	0.129	0.001	0.043	0.0027	0.0032	0.011	0.02	0.0011	0.41	0.27	0.83	0.036	0.07	0.0012	0.12	23	
	34	0.53	0.03	1.44	0.016	0.029	0.018	0.0026	0.0042	0.008	0.01	0.0009	0.05	0.10	-	0.021	-	0.0021	0.10	26	
	35	0.53	0.03	0.54	0.007	0.029	0.022	0.0025	0.0042	0.012	0.01	0.0011	0.71	0.11	-	0.022	0.18	0.0014	0.10	25	
	36	0.56	0.02	1.31	0.025	0.032	0.017	0.0028	0.0050	0.008	0.02	0.0008	0.05	0.11	-	0.020	-	0.0015	0.21	27	
	37	0.57	0.03	1.52	0.048	0.045	0.048	0.0017	0.0177	0.006	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	-	0.22	26
	38	0.62	0.04	0.31	0.045	0.036	0.021	0.0024	0.0052	0.012	0.01	0.0016	0.66	0.19	-	-	-	0.0018	0.14	25	
	39	0.42	0.31	1.59	0.056	0.032	0.025	0.0026	0.0046	0.009	0.01	0.0014	0.30	0.09	-	0.018	0.12	0.0022	0.17	24	
	40	0.42	1.77	0.73	0.101	0.033	0.034	0.0033	0.0081	0.012	0.01	0.0009	0.73	0.25	-	0.038	-	-	-	0.31	21
	41	0.45	2.15	0.65	0.024	0.024	0.043	0.0036	0.0031	0.016	0.01	0.0013	1.13	0.31	-	-	0.42	-	0.25	18	
	42	0.45	1.34	0.66	0.055	0.001	0.009	0.0017	0.0032	0.011	0.03	0.0015	0.73	0.32	-	-	-	-	0.0039	-	22
	43	0.53	0.47	0.81	0.124	0.018	0.008	0.0008	0.0024	0.009	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	0.20	24
	44	0.63	1.34	0.64	0.049	0.025	0.009	0.0017	0.0036	0.006	0.02	0.0017	-	-	-	-	-	-	0.0014	-	19

[0057]

[表3]

区分 比較鋼	鋼種	供試材の化学組成 (wt%)											V ₁₀₀₀ (m/min)						
		C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	Ca	Pb
	45	0.31	0.25	0.76	0.035	0.024	0.032	0.0029	0.0043	0.012	0.02	0.0008	-	-	-	-	-	-	20
	46	0.78	1.42	0.66	0.018	0.031	0.021	0.0022	0.0041	0.009	0.02	0.0017	-	-	-	-	-	-	12
	47	0.41	2.76	0.78	0.042	0.033	0.019	0.0023	0.0072	0.013	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	14
	48	0.52	0.02	0.15	0.027	0.037	0.023	0.0021	0.0044	0.007	0.01	0.0015	-	-	-	-	-	-	19
	49	0.42	0.46	2.41	0.104	0.019	0.008	0.0009	0.0037	0.008	0.01	0.0013	-	-	-	-	-	-	14
	50	0.52	1.58	1.57	0.003	0.026	0.004	0.0035	0.0075	0.012	0.01	0.0009	-	-	-	-	-	-	7
	51	0.43	0.05	1.64	0.176	0.025	0.033	0.0026	0.0041	0.013	0.04	0.0011	-	-	-	-	-	-	16
	52	0.37	0.02	0.55	0.008	0.069	0.024	0.0023	0.0043	0.011	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	18
	53	0.57	1.11	0.93	0.025	0.033	0.003	0.0017	0.0031	0.017	0.02	0.0014	-	-	-	-	-	-	15
	54	0.40	0.86	0.92	0.033	0.036	0.071	0.0021	0.0037	0.008	0.01	0.0014	-	-	-	-	-	-	17
	55	0.54	0.37	0.78	0.061	0.028	0.042	0.0002	0.0082	0.012	0.01	0.0014	-	-	-	-	-	-	17
	56	0.65	0.02	0.51	0.125	0.031	0.017	0.0057	0.0075	0.009	0.02	0.0009	-	-	-	-	-	-	14
	57	0.55	0.73	1.31	0.056	0.034	0.034	0.0031	0.0011	0.013	0.03	0.0010	-	-	-	-	-	-	13
	58	0.43	1.63	1.37	0.092	0.029	0.042	0.0027	0.0223	0.011	0.04	0.0015	-	-	-	-	-	-	14
	59	0.47	1.45	0.83	0.082	0.031	0.023	0.0021	0.0043	0.024	0.02	0.0016	-	-	-	-	-	-	15
	60	0.38	2.06	1.02	0.018	0.026	0.041	0.0025	0.0042	0.013	0.09	0.0012	-	-	-	-	-	-	15
	61	0.59	0.03	0.46	0.020	0.045	0.026	0.0031	0.0081	0.016	0.03	0.0024	-	-	-	-	-	-	16
	62	0.53	0.04	0.73	0.027	0.034	0.026	0.0028	0.0073	0.016	0.01	0.0012	-	-	-	-	0.0132	-	17
	63	0.46	0.76	0.81	0.043	0.033	0.021	0.0021	0.0036	0.012	0.03	0.0011	-	-	-	-	-	0.67	16

【0058】次に、対象としている軸部品はスプライン部のような応用集中部（＝切り欠き部）を有しており、この切り欠き部で破壊する。そのため、強度評価は切り欠き付き材での評価が必要である。そこで、振り強度評価用の試験片として平行部が16mmφで中央部に先端

R0.25mm、深さ2mmの切り欠きを有する切り欠き付き振り試験片を用いた。

【0059】

【表4】

高周波焼入 条件No	方式	周波数 (kHz)	加熱温度 (℃)	送り速度 (mm/秒)	保時時間 (秒)
A	固定焼入れ	10	1000	—	2
B	移動焼入れ	10	1000	15	—
C	移動焼入れ	30	1000	25	—
D	移動焼入れ	10	1100	3	—

【0060】表4に示すA～Cの条件で高周波焼入れを行い、その後170℃×1時間の条件で焼戻しを行った。これらの試料について振り試験を行った。なお、一部の試料については、高周波焼入れ-焼戻し後、アークハイト1.0～1.5mmAの条件でショットピーニング処理を行った。また、焼き割れ感受性を評価するために、直径24mmφ、長さ200mmLで長手方向に先端R0.25mm、深さ3mmの切り欠きを有する試験片を用い、表4に示すDの条件で高周波焼入れを行い、切り欠き底の焼き割れの有無を観察した。

【0061】表1～3の鋼No. 1～44は本発明鋼、鋼No. 45～63は比較鋼である。表5～7に各鋼材の振り強度評価結果を、有効硬化層深さと半径の比 t/r 、断面内平均硬さHVa、高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度 N_T 、表面の残留応力、焼き割れ感受性の評価結果とあわせて示す。なお、有効硬化層深さは、JIS G0559で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さである。

【0062】

【表5】

区 分	チタ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-μm以下mmA)	t/r	IVa	N γ	表面残留 応力 kgf/mm ²	硬り強度 kgf/mm ²	焼割れ の有無
第1発明例	1	1	B	無	0.59	577	8.2	-42	162	無
第1発明例	2	2	B	無	0.67	579	8.2	-32	167	無
第1発明例	3B	3	B	無	0.61	609	8.4	-34	163	無
第7発明例	3S	3	B	有(1.3)	0.61	609	8.4	-91	184	無
比較例	3C	3	C	無	0.31	545	9.1	-47	154	無
第1発明例	4	4	A	無	0.75	632	8.8	-21	169	無
第1発明例	5A	5	A	無	0.64	674	8.3	-31	176	無
第7発明例	5S	5	A	有(1.0)	0.64	674	8.3	-82	192	無
第2発明例	6	6	B	無	0.68	572	8.4	-25	166	無
第2発明例	7B	7	B	無	0.70	585	8.1	-23	169	無
第7発明例	7S	7	B	有(1.2)	0.70	585	8.1	-88	189	無
比較例	7C	7	C	無	0.28	513	8.7	-48	152	無
第6発明例	8	8	A	無	0.80	621	9.7	-19	180	無
第2発明例	9	9	A	無	0.78	637	8.6	-21	171	無
第6発明例	10	10	A	無	0.80	679	9.1	-20	184	無
第3発明例	11	11	B	無	0.65	589	8.4	-31	169	無
第3発明例	12	12	B	無	0.58	576	8.1	-47	166	無
第6発明例	13A	13	A	無	0.56	601	9.3	-46	173	無
比較例	13C	13	C	無	0.24	521	10.2	-51	149	無
第3発明例	14	14	A	無	0.75	618	8.9	-24	173	無
第6発明例	15	15	B	無	0.62	577	9.6	-35	175	無
第6発明例	16B	16	B	無	0.75	591	9.4	-14	179	無
第7発明例	16S	16	B	有(1.1)	0.75	591	9.4	-82	191	無
第6発明例	17	17	A	無	0.75	622	9.5	-21	180	無
第3発明例	18A	18	A	無	0.76	638	8.6	-22	177	無
比較例	18C	18	C	無	0.31	470	9.1	-46	146	無

[0063]

[表6]

区 分	チタ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-カイトmmA)	L/s	HVa	N T	表面残留 応力 kgf/mm ²	張り強度 kgf/mm ²	焼入れ の有無
第6発明例	19	19	B	無	0.46	568	9.4	- 32	171	無
第4発明例	20	20	B	無	0.75	599	8.5	- 21	170	無
第4発明例	21	21	B	無	0.72	589	8.6	- 24	171	無
第4発明例	22	22	B	無	0.80	604	8.3	- 12	168	無
第4発明例	23	23	A	無	0.65	596	8.3	- 31	173	無
第4発明例	24	24	A	無	0.72	632	8.2	- 20	169	無
第7発明例	24S	24	A	有(1.2)	0.72	632	8.2	- 83	186	無
第4発明例	25A	25	A	無	0.72	632	8.6	- 19	172	無
比較例	25C	25	C	無	0.35	504	9.4	- 43	148	無
第4発明例	26	26	B	無	0.68	577	8.4	- 31	173	無
第4発明例	27	27	B	無	0.48	574	8.7	- 42	168	無
第4発明例	28	28	B	無	0.67	579	8.2	- 21	169	無
第5発明例	29	29	B	無	0.72	594	8.3	- 20	171	無
第5発明例	30	30	B	無	0.75	611	8.3	- 22	173	無
第5発明例	31B	31	B	無	0.70	590	8.1	- 22	164	無
第7発明例	31S	31	B	有(1.1)	0.70	596	8.1	- 83	181	無
比較例	31C	31	C	無	0.27	431	9.2	- 48	142	無
第5発明例	32	32	B	無	0.31	563	8.1	- 51	162	無
第6発明例	33	33	A	無	0.70	617	9.6	- 23	174	無
第5発明例	34	34	A	無	0.72	632	8.2	- 22	169	無
第5発明例	35	35	A	無	0.68	622	8.2	- 22	171	無
第5発明例	36A	36	A	無	0.72	638	8.6	- 23	173	無
第7発明例	36S	36	A	有(1.5)	0.72	638	8.6	- 97	187	無
第5発明例	37	37	A	無	0.52	631	8.1	- 38	171	無
第5発明例	38	38	A	無	0.56	669	8.3	- 47	176	無
第5発明例	39	39	B	無	0.56	571	8.3	- 48	165	無

【0064】

【表7】

区 分	データ No	鋼 No	高周波 焼入条 件 No	ショットピーニング の有無 (7-9カイトmmA)	l/r	HV _a	N _T	表面残留 応力 kgf/mm ²	振り強度 kgf/mm ²	焼割れ の有無
第6発明例	40	40	B	無	0.70	583	9.5	-23	180	無
第5発明例	41B	41	B	無	0.68	579	8.1	-31	174	無
比較例	41C	41	C	無	0.28	410	8.7	-42	137	無
第5発明例	42	42	B	無	0.70	581	8.2	-21	175	無
第5発明例	43	43	A	無	0.30	562	8.0	-41	164	無
第5発明例	44	44	A	無	0.55	665	8.2	-38	182	無
比較例	45	45	B	無	0.52	512	8.1	-42	143	無
比較例	46	46	B	無	0.80	763	8.1	-17	139	有
比較例	47	47	B	無	0.72	582	9.3	-23	156	無
比較例	48	48	A	無	0.31	558	8.3	-34	157	無
比較例	49	49	A	無	1.00	603	8.1	-11	131	有
比較例	50	50	A	無	0.72	616	8.7	-23	171	無
比較例	51	51	A	無	0.75	581	8.4	-21	150	有
比較例	52	52	B	無	0.64	561	8.5	-28	152	無
比較例	53	53	A	無	0.72	633	8.1	-20	142	無
比較例	54	54	A	無	0.75	573	8.2	-20	155	無
比較例	55	55	A	無	0.30	576	9.6	-41	151	無
比較例	56	56	A	無	0.85	681	9.4	-13	142	有
比較例	57	57	A	無	0.75	622	7.3	-23	140	有
比較例	58	58	A	無	0.72	569	10.4	-24	152	無
比較例	59	59	B	無	0.75	593	8.3	-24	132	有
比較例	60	60	B	無	0.80	563	8.2	-20	140	有
比較例	61	61	B	無	0.80	650	9.7	-21	152	無
比較例	62	62	B	無	0.60	621	9.3	-38	153	無
比較例	63	63	B	無	0.53	584	8.2	-42	141	無

【0065】表5～7から明らかなように、本発明法による鋼はいずれも160kgf/mm²以上の優れた振り強度を有し、また焼き割れ感受性も小さいことがわかる。

また、本発明法の中で、第2発明鋼等のSi:0.15超～2.5%、Mn:0.6～2.0%である鋼材を用いた発明例が、第1発明鋼等のSi:0.01～0.15%、Mn:0.2～2.0%である鋼材を用いた発明例に比べて相対的により高いレベルの振り強度を達成している。さらに高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上であるか、さらにまたは表面の残留応力が-80kgf/mm²以下である場合は、より

40 高いレベルの振り強度を達成していることがわかる。

【0066】一方、比較例3C、7C、13C、18C、25C、31C、41Cは、断面内平均硬さHV_aが560を下回った場合であり、いずれも160kgf/mm²以上の振り強度を達成していない。比較例50はSの含有量が本発明の範囲を下回った場合であり、160kgf/mm²以上の振り強度を有しているものの、表3に示したように鋼No.50は被削性が劣っている。

【0067】比較例45、48、53、55、57はC、Mn、Ti、B、Nの含有量が本発明の範囲を下回

27

った場合であり、また、比較例46、47、49、51、52、54、56、58、59、60、61、62、63はC、Si、Mn、S、Al、Ti、B、N、P、Cu、O、Ca、Pbの含有量が本発明の範囲を上回った場合であり、いずれも 160 kgf/mm^2 以上の振り強度を達成しておらず、また、この中の一部の粒界強化対策の不十分な鋼材等の比較例では、焼き割れが発生している。

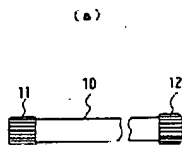
【0068】

【発明の効果】以上述べたごとく、本発明法を用いれば、 160 kgf/mm^2 以上の優れた振り強度を有し、かつ焼き割れを起こさない高周波焼入れ軸部品の製造が可能となり、産業上の効果は極めて顕著なるものがある。

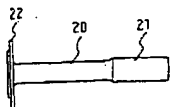
【図面の簡単な説明】

【図1】(a)はセレーション部を有するシャフト、

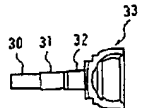
【図1】



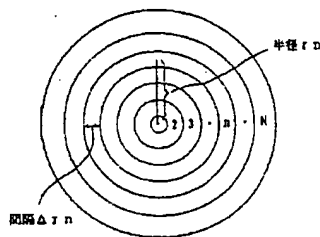
(b)



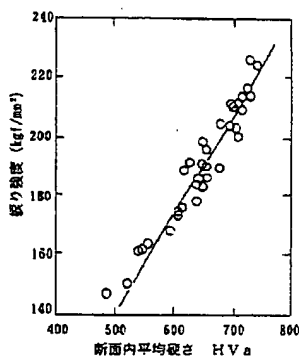
(c)



【図2】



【図4】



28

(b)はフランジ付シャフト、(c)は外筒付シャフトを示した図

【図2】断面内平均硬さの定義を説明するための図であり、断面を半径方向に同心円状にn個のリングに分割した状態を示す図

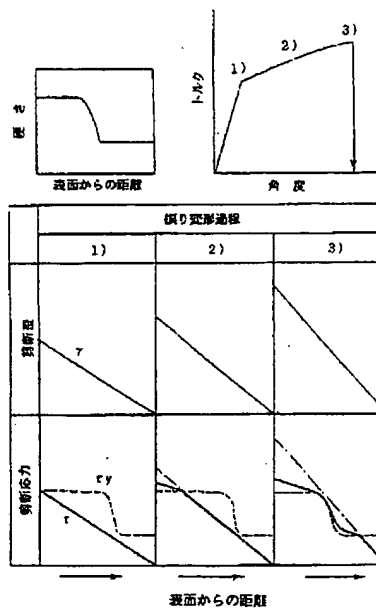
【図3】軸部品の振り変形過程で塑性変形が裏面から内部へ進行する時の剪断歪と剪断力を模式的に示した図

【図4】各種材料の平均硬さ(HVA)と振り強度との関係を示す図

【符号の説明】

- 10 シャフト
- 11、12 セレーション
- 20、21 シャフト
- 22 フランジ
- 30、31、32 シャフト
- 33 外筒部

【図3】



THIS PAGE BLANK (USPTO)

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☒ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.

THIS PAGE BLANK (USPTO)